

# ПОВЕРХНОСТНО-ДЕФОРМАЦИОННЫЙ ИЗНОС ВНУТРЕННЕЙ ПОВЕРХНОСТИ КАПИЛЛЯРНЫХ МЕДНЫХ ТРУБ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ

## SURFACE DEFORMATION WEAR OF THE INTERNAL SURFACE OF CAPILLARY COPPER PIPES WHEN DRAWING

Логинов Ю.Н., Шалаева М.С., Овчинников А.С.  
Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург, un1@mtf.ustu.ru  
ОАО «Ревдинский завод ОЦМ», г.Ревда

The hypothesis of the causes that lead to the destruction of the structure of the inner surface of the capillary copper pipes in the process of drawing on the basis of assumptions of the phenomenon of "surface deformation wear". To justify the hypothesis estimates were made of the deformation and temperature in drawing of the capillary tube.

Одной из главных проблем на пути получения качественных капиллярных медных труб по ГОСТ 2624[1] является обеспечение необходимой пропускной способности, а на последнюю влияют два основных фактора:

- состояние шероховатости полости трубы;
- загрязнение внутренней поверхности посторонними частицами.

Действительно, при значениях внутреннего диаметра 0,35...0,9 мм частицы размерами несколько десятков микрон, попавшие тем или иным путем в канал трубы, создают большое сопротивление при передаче давления жидкостью или газом. Повышенная шероховатость препятствует удалению посторонних частиц и дополнительно создает сопротивление течению жидкости или газа.

На рис.1 представлена фотография частиц, осевших в канале капиллярной медной трубки, а на

фото 2 приведена структура поверхности при большом увеличении.

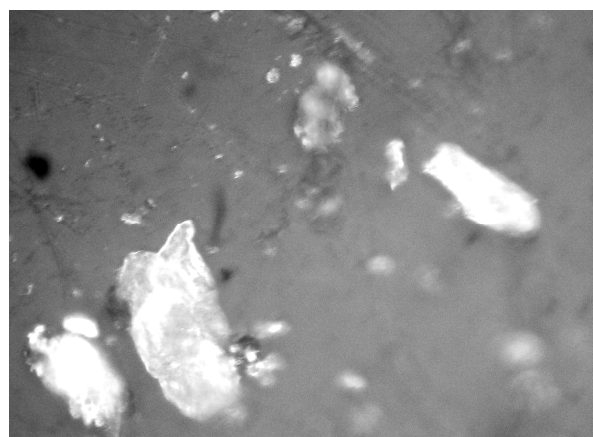


Рис. 1. Фотография частиц медной пыли под микроскопом ( $\times 490$ )

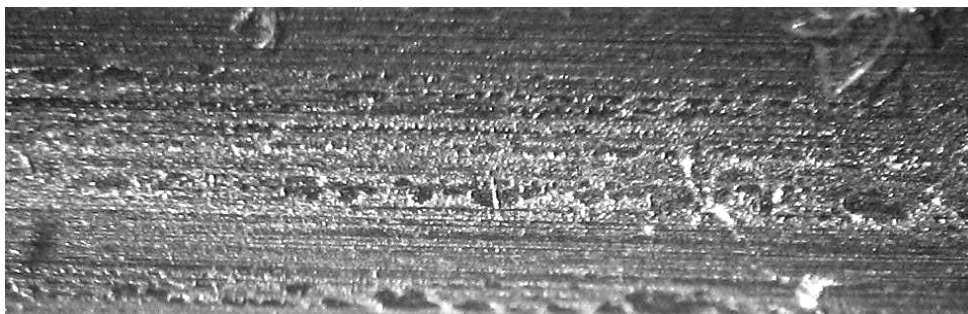


Рис.2. Структура внутренней поверхности заготовки  $\varnothing 4,07 \times 0,86$  мм в производстве медных капиллярных труб ( $\times 32$ )

В статье [2] описаны методики оценки состояния полости труб, применяемых в атомной промышленности. Показан большой спектр проблем в этой области, включая анизотропию шероховатости и сложный статистический характер измерений. В технологическом плане предложено применять струйное травление для улучшения показателей шероховатости полости труб.

В статье исследователей из института Rochester Institute of Technology [3] приведено сравнение параметров шероховатости при одних и тех же методах обработки для меди, латуни, алюминия, нержавеющей стали и никеля, в том числе применительно к капиллярным трубам.

Отмечено, что для исследования профилометрами такие трубы имеют слишком малый размер отверстия, поэтому поверхность изучали методом цифровой микроскопии (digital microscope), позволяющими достичь большой глубины резкости при сканировании криволинейных поверхностей. По сравнению с латунными трубами, медные трубы отличались меньшей шероховатостью внутренней поверхности.

В статье [4] выявлено расчетным методом конечных элементов и экспериментальным методом измерения твердости по Виккерсу HV выявлено нарастание уровня нагартовки в направлении от наружной поверхности к

внутренней поверхности для труб, изготовленных по технологии оправочного волочения.

Образование дефектов на поверхности при волочении медной проволоки описано американскими исследователями [5]. По мнению авторов одним из видов разрушения поверхности проволоки является «поверхностно-деформационный износ» (surface deformation wear). На рис.3 приведено фото характера разрушения поверхности медного полуфабриката вследствие этого явления: он выглядит как отслоения чешуек от поверхности.

Объяснение эффекта заключается в следующем. Чистая медь обладает малой температурой рекристаллизации в высоконагартованном состоянии. Поэтому при волочении легко разогреть эту поверхность до достижения температуры рекристаллизации. В результате возникает тонкий поверхностный слой мягкой отожженной меди, который легко отслаивается от сильно нагартованного сердечника. Действительно, если сравнить сопротивление деформации меди в отожженном состоянии (80 МПа) и высоконагартованном состоянии (до 450 МПа) то они различаются более чем в 5 раз.

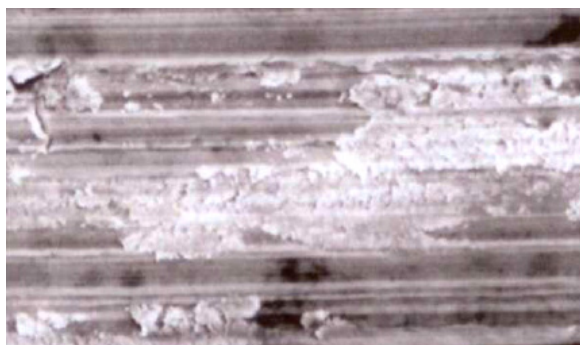


Рис.3. Фото отслоений на поверхности медной заготовки из-за эффекта поверхностно-деформационного износа[5]

При формировании концепции различия в характере пластического течения материалов в более мягких оболочках в свое время было сделано следующее допущение: совместное течение слоев происходит при различии прочностных свойств соседних слоев не более чем в три раза [6]. При большем различии слои деформируются каждый по-своему. Например, мягкий слой деформируется без всякого участия в деформации более твердого слоя, последний ведет себя как жесткое тело. Мягкий слой легко снимается с поверхности более твердого при перемещении инструмента.

Такой качественный подход позволяет понять поведение мягкого отожженного слоя меди в совместной деформации с твердой основной нагартованной меди. Условием различного поведения таких слоев является доведение температуры контактной поверхности до температуры рекристаллизации.

Таким образом, необходимо сделать прогноз соотношения температур

рекристаллизации меди и температуры контактной поверхности при волочении.

В справочной литературе можно увидеть большой диапазон значений температур начала рекристаллизации или температур отжига. Например, в широко известном справочнике [7] температура отжига меди обозначена в диапазоне 500...700°C. На диаграммах зависимости прочностных характеристик от температуры нагрева можно увидеть, что эффект разупрочнения для меди марки М0 достигается в диапазоне температур 250...350°C, что гораздо ниже обозначенных температур отжига. Здесь же можно увидеть, что нагрев вызывает рост зерна, особенно при преодолении отметки 600°C. Таким образом, применение повышенных температур нежелательно. Скорее всего, повышение рекомендованных для отжига температур до 500...700°C обусловлено желанием производителей обеспечить высокий тепловой напор в термических садочных печах, работающих с большим количеством металла, тем самым сокращается время прогрева садки и повышается производительность. Можно отметить, что уменьшение размера зерна в металле от 40 до 15 мкм приводит к понижению температуры рекристаллизации примерно на 40°C, т.е. в качестве аргумента при формировании функции температуры рекристаллизации выступает размер зерна. Наравне с этим другой аргумент – степень предшествующей пластической деформации, является не менее важным.

В соответствии с довольно современными данными справочника [8] температура начала рекристаллизации чистой меди (pure copper) составляет для относительного обжатия  $\square = 10\%$  250°C, а для  $\square = 93\%$  эта температура равна 80°C. По данным сайта [www.copper.org](http://www.copper.org) ассоциации Copper Development Association минимальная температура отжига кислородсодержащей меди марки C11000(400ppm кислорода) составляет 371°C.

По данным американских исследователей из университета Texas A&M University [9] температура начала рекристаллизации бескислородной меди (oxygen free high conductivity copper - OFHC) при выдержке 90 мин составила 100...150°C после предварительной нагартовки методом многократного углового прессования. При этом различия в температуре зависели от смены направления прессования заготовки.

Совместное исследование французских и польских ученых из университета Universite' Paris и академии Akademia Gorniczo-Hutnicza [10] показало, что для плоского проката из бескислородной меди марки OFE состояние отжига в течение 15 мин достигается при 200...230°C после относительного обжатия  $\square = 70\%$  и при 120...140°C после  $\square = 90\%$ .

Американские исследователи из организаций Brazeway Inc, Reneselaer Polytechnic Institute и Essex Group Inc [11] изучали особенности отжига в течение 6 мин нагартованной

кислородсодержащей меди марки ЕТР, протянутой с коэффициентом накопленной вытяжки 3,34. Они установили, что температура начала рекристаллизации находится около 180°C, а динамика рекристаллизации зависит от угла наклона волоочильного инструмента. Можно отметить, что суммарная степень деформации в этих опытах была достаточно невелика, ее величина равна 1,21 (относительное обжатие около 70%). При попытке проведения отжига при 158°C твердость сохранилась в центре, но снизилась в поверхностных слоях заготовки, несмотря на большую продолжительность термической обработки (1 час). Этот эффект можно объяснить повышенной нагартовкой именно поверхности медной проволоки за счет локализации здесь повышенных сдвиговых деформаций. Выявлено также, что большие углы наклона образующей волоки способствуют снижению температуры рекристаллизации. Примечательно, что именно при волочении труб назначаются большие углы рабочего конуса волоки, а увеличение угла приводит к повышенной нагартовке металла [12].

Необычные свойства меди были выявлены в совместном исследовании ученых из университетов Германии, Словакии и Канады [13]: Slovak University of Technology, University of British Columbia, University of Applied Sciences. Свойство самоотжига (self-annealing) при комнатной температуре характерно для тонких слоев меди (вплоть до наноразмеров), нанесенных на подложку электролитическим методом. Очевидно, высокий уровень поверхностной энергии, запасенный металлом в этом случае, приводит к резкому снижению температуры рекристаллизации до комнатного значения, т.е. на уровне 20...25°C. Ранее подобное явление отмечалось только для высокочистого и высоконагартованного золота.

Накопление деформаций методом равноканального углового прессования позволило выявить влияние больших пластических деформаций на характеристики рекристаллизации и изменения размеров зерен в меди. Так, в статье [14] отмечается, что при 8-кратном угловом прессовании меди марки М1 температура аномального роста зерен оказалась вблизи 100°C.

Французскими учеными из исследовательских организаций Laboratoire Leon Brillouin, Laboratoire de Physico-Chimie de l'Etat Solide Universite Paris-Sud [15] установлено, что при повышении содержания в меди серы от 0,00032, до 0,00087 % температура рекристаллизации изменяется значительно. Повышенная концентрация серы резко изменяет механизмы структуро- и текстурообразования. При одной и той же температуре и времени выдержки объемы рекристаллизованных объемов меди могут отличаться в несколько десятков раз, при этом более чистая медь рекристаллизуется быстрее.

Приведенные выше данные касаются статической рекристаллизации меди. Можно отметить, что в настоящее время недостаточно изученными являются следующие вопросы.

- Влияние ограниченного времени отжига (до долей секунды) на достижение эффекта рекристаллизации. Так, китайские исследователи из института Advanced Materials Institute Tsinghua University изучали применение высокочастотного отжига при ограничении времени воздействия в секундах [16], но не в долях секунды.
- динамической рекристаллизации меди при умеренно повышенных температурах, характерных для процесса волочения. В ряде работ сообщается, что при определенных условиях медь способна подвергаться динамической рекристаллизации при комнатной температуре [17, 18], чему способствует высокий уровень давлений и немонотонный характер пластической деформации [19].

Таким образом, можно считать установленным, что температура начала статической рекристаллизации меди изменяется в широких пределах (от 20 до 370°C) и зависит от следующих параметров:

- степени химической чистоты металла;
- степени и характера монотонности предшествующей деформации;
- размера зерна.

Существуют несколько технологических вариантов получения капиллярных труб: прессование толстостенной заготовки с последующим прямолинейным волочением на цепных волоочильных станах и с последующим переходом на барабанное волочение. Этот вариант позволяет поддерживать благоприятное соотношение толщины стенки трубы к ее диаметру на всем протяжении обработки. Однако трудоемкость процесса оказывается большой, а производительность и выход годной продукции низкими из-за необходимости вести обработку коротких заготовок. Барабанное волочение является более предпочтительным процессом, поскольку масса бухты может быть равна массе отпрессованной заготовки без разделения ее на мерные длины. Однако при этом возникает необходимость прессования тонкостенной заготовки, которую переводят волочением в состояние толстостенной заготовки, характерном для капиллярной трубы. При барабанном волочении приходится использовать самоустанавливающиеся оправки. Дополнительным вариантом этой технологии является частичная замена волочения на первых этапах холодной деформации прокаткой на станах ХПТ.

В технологии производства капиллярных труб допускается вариант применения процесса многократного волочения без отжига, при этом к завершающей стадии волочения достигается значительное накопление пластической деформации. Ее величину можно определить приближенно, зная исходные размеры прессовой

заготовки и размеры полученного продукта. При наличии прессовой заготовки наружным диаметром 46,5 мм, внутренним диаметром 40,5 мм, ее площадь поперечного сечения составит 410 мм<sup>2</sup>. При получении капиллярной трубы наружным диаметром 2,10 мм, внутренним диаметром 0,80 мм, ее площадь поперечного сечения составит 2,96 мм<sup>2</sup>. Суммарный коэффициент вытяжки на стадии холодной обработки составляет 138, логарифмическая степень деформации 4,9, степень деформации сдвига 8,5, относительное обжатие 99,3%. Как видно из этих расчетов, нагартровка металла в конце технологического процесса оказывается очень большой.

Работа пластической деформации материала объемом  $V$  приближенно равна

$$A = T \cdot \Delta \lambda \cdot V,$$

где  $T$  – интенсивность касательных напряжений,  $\Delta \lambda$  – приращение степени деформации сдвига в данном проходе волочения. В соответствии с условием текучести Мизеса  $T = \sigma_s / \sqrt{3}$ , где  $\sigma_s$  – сопротивление деформации. В первом приближении примем, что коэффициент вытяжки в единичном процессе волочения равен  $\lambda = 1,5$ , тогда без учета сдвиговых компонент деформации  $\Delta \lambda = \sqrt{3} \ln \lambda = 0,702$ . При волочении фрикционный эффект описывают малыми значениями коэффициента трения, поэтому пренебрежем работой, затрачиваемой на трение.

В соответствии с законом сохранения энергии работа деформации  $A$  превратится, в основном в тепло  $Q$ , которое выделится в деформируемом объеме  $V$ :

$$Q = m \cdot C \cdot \Delta t = \rho \cdot V \cdot C \cdot \Delta t,$$

где  $m$  – масса,  $\rho = m/V$  – плотность;  $C$  – удельная теплоемкость;  $\Delta t$  – приращение температуры. Используем равенство  $A = Q$  и определим приращение температуры:

$$\Delta t = \sigma_s / \sqrt{3} \cdot \Delta \lambda / (\rho C).$$

В состоянии наибольшей нагартровки сопротивление деформации меди составляет величину около 450 МПа, физические константы  $\rho = 8940$  кг/м<sup>3</sup>;  $C = 390$  Дж/(кг\*град). После подстановки этих величин в последнюю формулу, получим  $\Delta t = 46,5$  °С. Таким образом, средняя температура заготовки может повыситься в текущем проходе волочения на 46,5 °С.

Эти результаты не учитывают характер формоизменения при волочении именно толстостенной трубы. Для оценки ситуации используем соотношения, приведенные в книге [20]. При обжатии трубы по наружному контуру интенсивность скорости деформации сдвига равна

$$H = 2 \cdot v \cdot r_n / r^2,$$

где  $v$  – скорость перемещения наружного контура трубы в радиальном направлении;  $r_n$  и  $r$  – наружный и текущий радиусы. Из формулы, в частности, следует, что при приближении текущего или внутреннего радиуса к нулю интенсивность скорости деформации сдвига стремится к бесконечности. Поскольку степень деформации

$$\Lambda = \int_t H dt,$$

где  $t$  – время деформации, то степень нагартровки металла значительно увеличивается при уменьшении текущего радиуса, что характерно именно для класса толстостенных труб, к которому относятся капиллярные трубы.

В результате на внутренней контактной с оправкой поверхности заготовки возникают большие деформации, которые могут приводить к гораздо большему тепловыделению именно на этой поверхности, чем это происходит в среднем по объему.

Для оценки этого эффекта выполнено решение задачи с помощью метода конечных элементов, реализованного в специализированном инженерном программном комплексе DEFORM, разработанного американской компанией Scientific Forming Technologies Corporation (SFTC).

Деформируемая среда: медь марки М1, свойства которой описаны соответствующей кривой упрочнения [21]. Реализован случай волочения толстостенной трубы с размерами  $\varnothing 5,16 \times 0,91$  мм с увеличением отношения толщины стенки трубы к наружному диаметру от 0,176 к 0,201 при коэффициенте вытяжки  $\lambda = 1,54$  ( $\varepsilon = \ln \lambda = 0,43$ ).

Для оценки распределения температуры между заготовкой, оправкой и волокой поставлена тепловая задача при следующих граничных условиях и характеристиках:

- температура окружающей среды – 20 °С;
- коэффициент теплопередачи – 1 кВт/(м<sup>2</sup>\*град);
- коэффициент теплопроводности меди 382 Вт/(м\*град), твердого сплава ВК8 (материал волоки) – 44 Вт/(м\*град), стали (материал оправки) – 50,2 Вт/(м\*град);
- удельная теплоемкость меди 385 Дж/(кг\*град), твердого сплава ВК8 – 462 Дж/(кг\*град), стали – 134 Дж/(кг\*град);
- степень черноты не задана, т.к. тепловое излучение незначительно;

На рис.4, а показано распределение температур, достигнутое после протягивания 40,5 мм заготовки при скорости 100 мм/с.

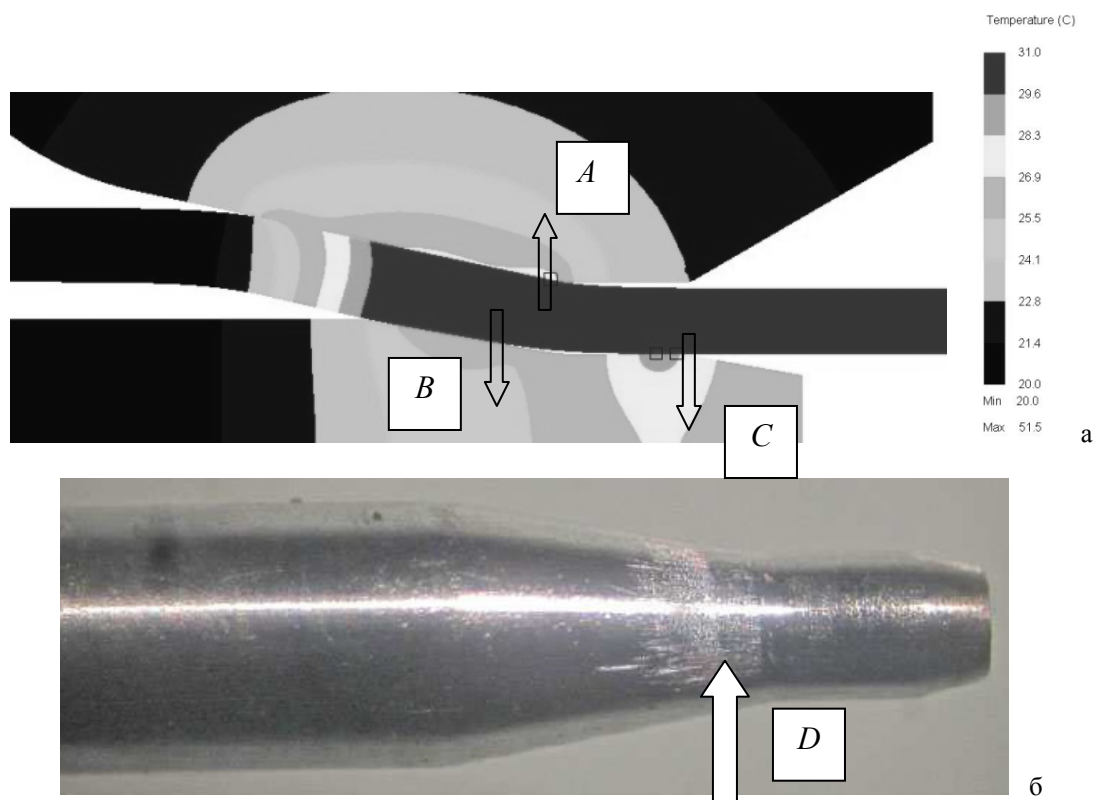


Рис.4. Распределение температуры в заготовке и инструменте при волочении капиллярной трубы на самоустанавливающейся оправке(а) с направлениями теплоотвода: *A* – в сторону волокна; *B* и *C* – в сторону оправки; зона *D* (обозначена белой стрелкой) износа и омеднения стальной оправки (б)

Следует отметить, что полученное решение нельзя распространить на весь цикл волочения трубной заготовки, поскольку остается неизвестным баланс тепла, уносимого заготовкой и аккумулируемого инструментом. Однако решение позволяет оценить, в каких областях инструмента температура повышается более интенсивно. В частности выявлено, что волокна нагреваются до меньших температур, чем плавающая оправка. Это объясняется меньшей поверхностью контакта заготовки с оправкой чем с волоком и большей локализацией деформации на внутреннем контуре заготовки.

На рис.4, а стрелками показано направление теплоотвода от нагреваемой от энергии деформации заготовки. Видно, что поверхность теплоотвода в сторону волокна оказывается больше, чем в сторону оправки. Важно отметить, что разница в характере теплопередачи в сторону волокна и в сторону оправки оказывается разной. Наружный контур волокна граничит с облойкой и волокодержателем, что позволяет отводить тепло. Оправка не имеет контура отвода тепла, поэтому поступившее тепло аккумулируется в течение цикла волочения. Процесс длительного накопления тепла мог бы закончиться расплавлением оправки, но при достижении определенной температуры устанавливается такой баланс теплопередачи, при котором часть тепла уносится заготовкой.

Расчетами выявлено, что наиболее нагретой частью плавающей оправки является зона

схода с ее поверхности заготовки, таким образом, именно здесь можно ожидать перегрева заготовки. Для доказательства этого на рис.4, б приведено фото оправки с характерной зоной износа и омеднения. Из сравнения двух рисунков следует, что зоны наибольшего нагрева и износа совпадают.

Выводы. Одной из причин, приводящих к разрушению структуры внутренней поверхности капиллярных медных труб при волочении, может являться феномен поверхностно-деформационного износа. Выявлено, что внутренняя поверхность медной капиллярной трубы попадает под действие повышенного тепловыделения, вследствие чего создаются условия рекристаллизации тонкого поверхностного слоя меди с его последующим разрушением.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. ГОСТ 2624—77. Трубки медные и латунные капиллярные. Технические условия
2. Кузнецов Д.Е. Методики оценки состояния внутренней поверхности труб. Сучасні проблеми металургії, 2008. Т.11. С. 305-312 .
3. Perry L. Young, Timothy P. Brackbill, Satish G. Kandlikar. Estimating roughness parameters resulting from various machining techniques for fluid flow applications. Proceedings of the Fifth International Conference on Nanochannels, Microchannels and Minichannels. ICNMM 2007. Puebla, Mexico, 2007.P.1-10.

4. Sadok L., Kusiak J., Padko M., Rumifiski M. State of strain in the tube sinking process. *Journal of Materials Processing Technology*, 1996. V. 60. P. 161-166.
5. Pops H., Backer G. Formulation, analysis and measurement of fines. *Wire Journal International*. 2009. October. P. 68-79.
6. Могучий Л.Н. Обработка давлением труднодеформируемых материалов. М.: Машиностроение, 1976. 272 с.
7. Смирягин А.П. Промышленные цветные металлы и сплавы. М.: Металлургиздат, 1956. 560с.
8. ASM Specialty Handbook: Copper and Copper Alloys/ Editor J.R. Davis. Ohio. ASM International. 2001. 652 p.
9. Haouaoui Mohammed, Hartwig K. Ted, Payzant E. Andrew. Effect of strain path on texture and annealing microstructure development in bulk pure copper processed by simple shear. *Acta Materialia*, 2005. V. 53. P. 801–810.
10. Gerber Ph., Tarasiuk J., Chauveau Th., Bacroix B. A quantitative analysis of the evolution of texture and stored energy during annealing of cold rolled copper. *Acta Materialia*, 2003. V. 51. P. 6359–6371.
11. Kraft F.F., Chakkingal U., Baker G., Wright R.N. The effects of die angle on texture and annealing response of ETP copper wire. *Journal of Materials Processing Technology*, 1996. V. 60. P. 171-178.
12. Логинов Ю.Н., Василевский П.А., Радионов Л.В. Исследование влияния угла конусности волокна на механические свойства протянутого полуфабриката. *Цветные металлы*, 2004. №6. С.104-106.
13. Stangl M., Lipta'k M., Fletcher A., Acker J. Thomas J., Wendrock H., Oswald S., Wetzig K. Influence of initial microstructure and impurities on Cu room-temperature recrystallization (self-annealing). *Microelectronic Engineering*, 2008. V. 85. P. 534–541.
14. Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Макаров И.М., Копылов В.И. Рекристаллизация в нано- и микрокристаллических металлах, полученных методами РКУ-прессования. *Микросистемная техника*. 2002. № 8. С. 25-31.
15. Jakani S., Baudin T., de Novion C.-H., Mathon M.-H. Effect of impurities on the recrystallization texture in commercially pure copper-ETP wires. *Materials Science and Engineering A*. 2007. V.456. 261–269.
16. Zhuohui Xu, Guoyi Tang, Shaoquan Tian, Jianchao He. Research on the engineering application of multiple pulses treatment for recrystallization of fine copper wire. *Materials Science and Engineering A*. 2006. V. 424. P 300–306.
17. Быков В.М., Лихачев В.А., Никонов Ю.А и др. Фрагментирование и динамическая рекристаллизация меди при больших и очень больших пластических деформациях // *ФММ*. 1978. Т. 45. № 1. С. 163–169.
18. Чашухина Т. И., Дегтярев М. В., Воронова Л. М. Влияние давления на эволюцию структуры меди при большой пластической деформации. *ФММ*, 2010. Т. 109, № 2. С. 216–224.
19. Пашинская Е.Г., Таренков В.Ю., Варюхин В.Н., Ткаченко В.М., Тищенко И.И. Деформационное упрочнение и разупрочнение меди вследствие структурных перестроек при сложном нагружении. *Деформация и разрушение материалов*. 2007, №5, С. 27-33.
20. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением. М.: Металлургия, 1986. 688с.
21. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. М.: Машиностроение, 2004. 336с.